

Е. А. Макарова, М. А. Зорина*

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

**m.a.zorina@urfu.ru*

Научный руководитель – проф., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ МЕДНОЙ ПРОВОЛОКИ ПРИ ОТЖИГЕ

В материале с ГЦК-решеткой исследована взаимосвязь текстур деформации, полученных при различных напряженно-деформированных состояниях, с основными кристаллографическими ориентировками рекристаллизованных зерен. Рассмотрены закономерности формирования двойников рекристаллизации в областях с различными типами текстур. Установлено, что ориентировки рекристаллизации в зависимости от текстуры деформации можно объяснить предположением, что подвижными являются специальные границы между компонентами $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle - \Sigma 25b$.

Ключевые слова: медь, волочение, деформация, рекристаллизация, текстура.

E. A. Makarova, M. A. Zorina

TRANSFORMATION OF TEXTURE OF COPPER WIRE DURING ANNEALING

In this work the relationship of deformation and recrystallization textures in regions with different stress-strain state and different types of textures have been investigated. Regularities of formation of recrystallization twins in regions with different types of textures have been considered. It is assumed that the recrystallization texture depends on the deformation texture due to the mobility of special boundaries between orientations $\langle 111 \rangle$ and $\langle 100 \rangle - \Sigma 25b$.

Keywords: copper, drawing, deformation, recrystallization, texture.

Основной технологической операцией при производстве медной проволоки является волочение с промежуточными отжигами. И при деформации, и при рекристаллизации в материале формируется кристаллографическая текстура, которая оказывает влияние на технологические и эксплуатационные свойства как полуфабриката, так и изделия [1]. Понимание того, как преобразуется текстура при структурных превращениях, дает возможность как оптимизировать процесс изготовления изделия, так и придать ему улучшенный комплекс ориентационно зависимых физико-механических свойств.

Обычно отмечается, что определенная текстура деформации преобразуется при отжиге в соответствующую текстуру рекристаллизации. В [2] зафиксировано, что в процессе отжига происходит перераспределение интенсивности основных компонент текстуры деформации – $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$, $\langle 211 \rangle$. Показано, что у Cu ($> 99,94$ мас. %) после волочения в сердцевине проволоки сохраняются ориентировки деформации и усиливается компонента $\langle 100 \rangle$ [3]. Однако все еще невозможно точно предсказать текстуру отжига новой или неизвестной текстуры деформации. Причина этой неуверенности находится в недостатке знаний о некоторых микроструктурных деталях деформированного состояния и о процессе рекристаллизации в целом [4]. «Незначительные» детали деформированного состояния могут стать важными факторами во время рекристаллизации. Например, в работе [5] изучена роль двойникования при рекристаллизации бескислородной высоконагартанной меди. Однако в исследовании не удалось получить текстурные зависимости из-за особенностей предварительной деформации, в качестве которой применен метод равноканального углового прессования.

Важной проблемой при исследовании структурно-текстурных состояний в материалах с низкой и средней величиной энергии дефекта упаковки является образование двойников (как деформационных, так и отжига). Данное явление до сих пор остается непонятным, по крайней мере, в деталях [4]. Следует отметить, что во время рекристаллизации формирование двойников является важным фактором, который влияет на развитие текстуры [6]. Когерентные границы двойников обладают энергией намного меньшей, чем энергия высокоугловых границ, и практически являются неподвижными. Близкими по энергии к двойниковым являются кристаллографически обусловленные (специальные или полуспециальные) границы [4], доминирующая роль которых в формировании текстур рекристаллизации в материалах с кубическими решетками обсуждалась в [7–9].

Цель работы – установление взаимосвязи ориентировок, деформированных и рекристаллизованных зерен в медной проволоке, изготавливаемой волочением.

Материал для исследования – полуфабрикаты из меди марки М001. Проволока диаметром 1,38 мм была получена на стане многократного волочения за 10 проходов. На стадии холодной деформации суммарный коэффициент вытяжки составил 33,61; накопленное относительное обжатие – 97 %. Проведено моделирование процесса промежуточного рекристаллизационного отжига с использованием скорости нагрева – $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Обработку проводили методом непрерывного индукционного контролируемого нагрева и охлаждения до температур 300–550 $^{\circ}\text{C}$. Текстуальный анализ проводили методом дифракции отраженных

электронов (ДОЭ/EBSD) на двухлучевом электронно-ионном микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA.

Текстура деформации медной проволоки после волочения была рассмотрена как в центре, так и на периферии образца. В центральной области присутствует ярко выраженная сложная аксиальная текстура, состоящая из двух компонент, $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Компонента $\langle 111 \rangle$ выражена сильнее. Текстура периферийной области ограниченная, двухкомпонентная – $\{110\}\langle 113 \rangle$.

Текстура рекристаллизации также была рассмотрена как в центре, так и на периферии исследуемого образца (рис. 1). Текстура центральной области после рекристаллизации остается аксиальной (рис. 1, а, б). В ней также выражены компоненты $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, но при этом $\langle 111 \rangle$ сильно ослабляется и рассеивается, а компонента $\langle 100 \rangle$ усиливается. Идеальная ориентировка $\langle 111 \rangle$ практически отсутствует. Текстура периферийной области напоминает аксиальную с хорошо выраженными осями $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$, но эти оси несколько отклонены от направления волочения (НВ) (рис. 1). Также важно отметить, что рассеяние компоненты $\langle 111 \rangle$ происходит не точно по окружности.

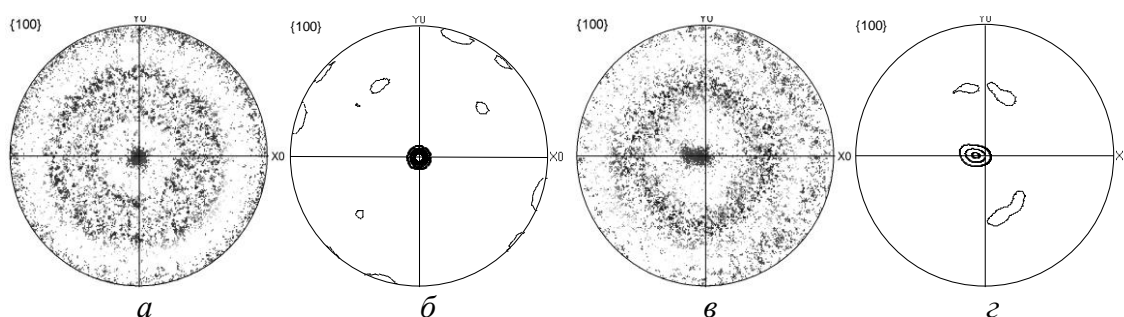


Рис. 1. Текстура рекристаллизации медной проволоки в виде ППФ $\{100\}$ с НВ; а, б – центральная область; в, г – периферийная область; а, в – ППФ в виде проекций отдельных полюсов; б, г – ППФ в виде распределения полюсной плотности

В рекристаллизованном материале массово наблюдались двойники отжига. Для ГЦК-решетки существует 4 типа физически различных двойников, соответствующих четырем плоскостям, ограничивающим тетраэдр Томсона. Формирование двойников рекристаллизации, по-видимому, носило достаточно случайный характер. Это подтверждается тем, что в некоторых зернах наблюдались все возможные двойники (рис. 2).

Взаимосвязь текстур деформации и отжига анализировалась в предположении, что при рекристаллизации в основном растут зародыши с точной ориентировкой $\langle 100 \rangle$. При этом в них еще до начала роста формируются все возможные двойники к ориентировке зародыша. Для подтверждения предположения были рассчитаны ППФ для центральной области образца (рис. 3). Наличие ориентировки $\langle 100 \rangle$ со всеми присущими ей двойниками не заполняет всю область выходов полюсов на

экспериментальных ППФ. Полная ППФ была построена в предположении, что при первичной рекристаллизации также растут зародыши с ориентировкой $\langle 111 \rangle$, отклоненной от НВ на 15° (рис. 3, б).

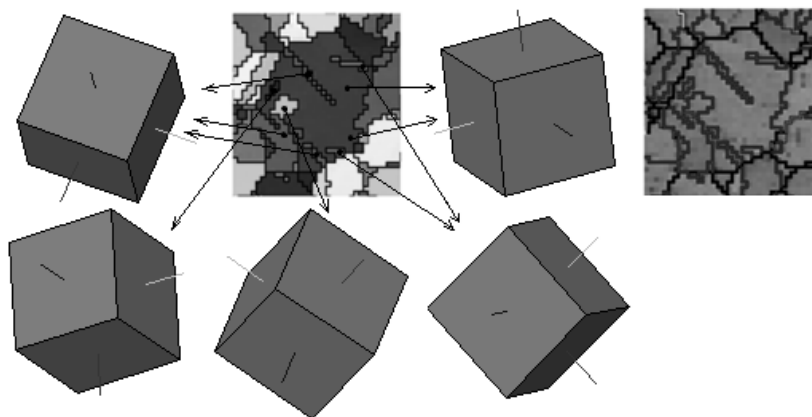


Рис. 2. Ориентационные карты с рекристаллизованным зерном, имеющим 4 типа двойников

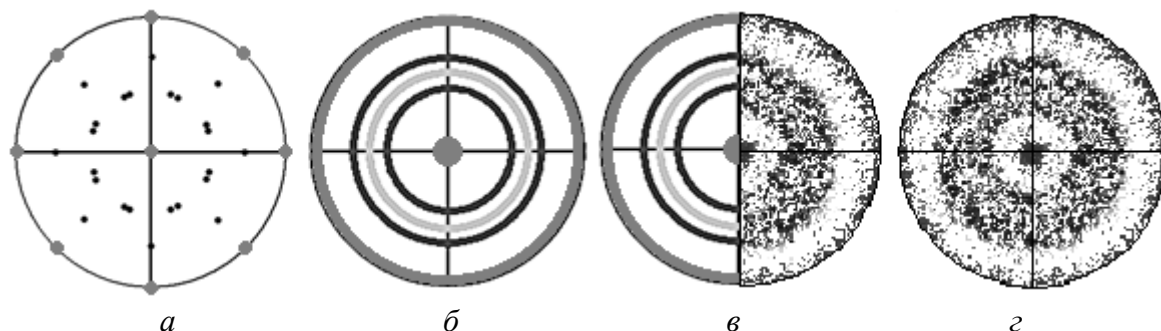


Рис. 3. Текстура рекристаллизации центральной области медной проволоки в виде расчетных и экспериментальных ППФ $\{100\}$ с НВ; а – полюса ориентировок $\{110\}\langle 001 \rangle$, $\{100\}\langle 001 \rangle$ и всех двойниковых к ним; б – те же ориентировки в виде аксиальных компонент и компонента $\langle 111 \rangle$, отклоненная от НВ на 15° ; в – сравнение расчетной и экспериментальной ППФ; г – экспериментально полученная ППФ

Очевидно, что связь основных кристаллографических ориентировок является неслучайной. Наиболее просто предполагать, что переориентация решетки при рекристаллизации от $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$ (или от $\langle 100 \rangle$ к $\langle 111 \rangle$) происходит за счет движения специальной разориентации – специальной границы $\Sigma 25b$ (угол поворота решетки $51,68^\circ$, ось поворота $[331]$). Данный поворот является наиболее простым из всех возможных переориентаций кристаллической решетки в данном случае.

Подобная кристаллографическая граница не имеет приоритетов в направлении своего движения. По-видимому, предопределенность того, что она в основном двигается от зерен $\langle 100 \rangle$, поглощая зерна $\langle 111 \rangle$, определена меньшим количеством кристаллитов $\langle 100 \rangle$ в деформированной структуре.

Зарождение зерен при первичной рекристаллизации практически всегда включает формирование неких бездислокационных областей за счет

полигонизации. Можно предположить, что в зернах с ориентировками $\langle 100 \rangle$ на стадии зарождения появление двойников является следствием некоего полигонизационного процесса. Зародыши рекристаллизации в зерне $\langle 100 \rangle$ – это набор бездислокационных областей, состоящий собственно из ориентировки $\langle 100 \rangle$ и двойников к ней, обрамленных внешней специальной границей $\Sigma 25b$.

Работа выполнена в рамках проектной темы Минобрнауки РФ (задание № 11.1465.2014/К) и гранта РФФИ (№ 16-32-00030 мол_а). Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

ЛИТЕРАТУРА

1. Логинов Ю. Н., Котов В. В. Проявления текстуры в полуфабрикатах из меди // Особенности обработки и применения изделий из тяжелых цветных металлов. Екатеринбург : УрО РАН. 2006. С. 368–378.
2. Wright S. I., Bingert J. F., Zernow L. Microtextural zones in a copper shaped charge particle // Materials science and engineering A. 1996. Vol. 207. P. 224–227.
3. Бабарэко А. А. В кн.: Металловедение и термическая обработка. Итоги науки и техники. М. : ВИНТИ, 1967. С. 5–83.
4. Humphreys F. J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. Second edition. 2004. 557 p.
5. The role of annealing twins during recrystallization of Cu / D.P. Field [et. al.] // Acta materialia. 2007. Vol. 55. P. 4233–4241.
6. Julliard F. Etude des mécanismes de recristallisation dans l'Invar, alliage Fe–36%Ni [Ph.D. Thesis] // Université de Paris XI, Orsay, France, 2001. № 7. P. 36–53.
7. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si / Г. М. Русаков, М. Л. Лобанов [и др.] // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115, № 8. С. 827–838.
8. Взаимосвязь кристаллографических ориентировок зерен при горячей деформации и рекристаллизации в алюминиевом сплаве АМг6 / Г. М. Русаков, А. Г. Илларионов, Ю.Н. Логинов [и др.] // МиТОМ. 2014. № 12. С. 15–21.
9. Formation mechanism for the orientation relationship between $\{110\}\langle 001 \rangle$ and $\{111\}\langle 112 \rangle$ grains during twinning in Fe-3 pct Si alloy / G. M. Rusakov, A. A. Redikultsev, M. L. Lobanov // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2008. Vol. 39. № 10. P. 2278–2280.